

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 08-013102  
(43)Date of publication of application : 16.01.1996

(51)Int.Cl. C22C 38/00  
C22C 38/54

(21)Application number : 06-146438 (71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD  
(22)Date of filing : 28.06.1994 (72)Inventor : SAWARAGI YOSHIATSU  
SENBA MITSUYUKI

**(54) AUSTENITIC HEAT RESISTANT STEEL EXCELLENT IN HIGH TEMPERATURE STRENGTH**

**(57)Abstract:**

**PURPOSE:** To produce an austenitic heat resistant steel excellent in high temp. strength, having superior creep rupture strength even on the high-temp. long-time side, and also having economical advantage by the positive utilization of N and the minimization of the content of expensive Ni.

**CONSTITUTION:** This steel has a composition consisting of, by weight, 0.05–0.15% C, ≤0.5% Si, 0.05–0.5.0% Mn, 17–25% Cr, 7–20% Ni, 2.0–4.5% Cu, 0.10–0.80% Nb, 0.001–0.010% B, 0.05–0.25% N, 0.003–0.030% sol.Al, 0–0.015% Mg, and the balance Fe with impurities. When Mg is incorporated, creep rupture strength can be remarkably improved. When either or both of 0.3–2.0% Mo and 0.5–4.0% W are further incorporated in addition to the components, high temp. strength can be improved to a greater extent.

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination] 05.06.1998  
[Date of sending the examiner's decision of rejection] 16.10.2001  
[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]  
[Date of final disposal for application]  
[Patent number]  
[Date of registration]  
[Number of appeal against examiner's decision of rejection] 2001-20381  
[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection] 15.11.2001  
[Date of extinction of right]

Copyright (C): 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平8-13102

(43)公開日 平成8年(1996)1月16日

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>  
C 22 C 38/00  
38/54

識別記号 302 Z

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数2 O L (全 6 頁)

(21)出願番号

特願平6-146438

(22)出願日

平成6年(1994)6月28日

(71)出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72)発明者 植木 義淳

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(72)発明者 仙波 潤之

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住

友金属工業株式会社内

(74)代理人 弁理士 穂上 照忠 (外1名)

(54)【発明の名称】 高温強度の良好なオーステナイト系耐熱鋼

(57)【要約】

【構成】重量%で、C:0.05~0.15%、Si:0.5%以下、Mn:0.05~0.50%、Cr:17~25%、Ni:7~20%、Cu:2.0~4.5%、Nb:0.10~0.80%、B:0.001~0.010%、N:0.05~0.25%、sol.Al:0.003~0.030%およびMg:0~0.015%を含有し、残部はFeおよび不純物からなるオーステナイト系耐熱鋼。Mgを含有させた場合はクリープ破断強度の改善が著しい。上記の成分に加えて、さらに、Mo(0.3~2.0%)、W(0.5~4.0%)のいずれか一方または両方を含有させると高温強度は一層改善される。

【効果】高温強度に優れ、高温長時間側でも優れたクリープ破断強度を有している。Nを積極的に活用し、高価なNiの含有量を極力抑制しているので経済的に有利で、ボイラや化学プラント等、高温環境下で使用される装置用材料として好適である。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で、C:0.05~0.15%、Si:0.5%以下、Mn:0.05~0.50%、Cr:17~25%、Ni:7~20%、Cu:2.0~4.5%、Nb:0.10~0.80%、B:0.001~0.010%、N:0.05~0.25%、sol.Al:0.003~0.030%およびMg:0~0.015%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなることを特徴とする高温強度の良好なオーステナイト系耐熱鋼。

【請求項2】重量%で、C:0.05~0.15%、Si:0.5%以下、Mn:0.05~0.50%、Cr:17~25%、Ni:7~20%、Cu:2.0~4.5%、Nb:0.10~0.80%、B:0.001~0.010%、N:0.05~0.25%、sol.Al:0.003~0.030%およびMg:0~0.015%を含有し、更に、Mo:0.3~2.0%およびW:0.5~4.0%のいずれか一方または両方を含み、残部はFeおよび不可避的不純物からなることを特徴とする高温強度の良好なオーステナイト系耐熱鋼。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、高温装置用材料として使用される、高温強度の良好なオーステナイト系耐熱鋼に関する。

## 【0002】

【従来の技術】従来、高温環境下で使用されるボイラや化学プラント等においては、装置用材料としてSUS304H、SUS316H、SUS321H、SUS347H等の18-8系オーステナイトステンレス鋼が使用されてきた。しかし、近年、このような高温環境下における装置の使用条件が著しく苛酷化し、それに伴って使用材料の性能に対する要求が厳しくなり、従来用いられてきた18-8系オーステナイトステンレス鋼では高温強度が不十分となってきている。

【0003】一般に、オーステナイト鋼の高温強度の改善方法としては、炭窒化物による析出強化に加えて、モリブデン(Mo)やタンクスチタン(W)を多量に添加することによる固溶強化が有効であるが、後者による場合はオーステナイト組織の安定性を確保するために高価なニッケル(Ni)量の増加が余儀なくされ、製造コストの上昇が避けられず、経済性の点で大きな不利を伴うものであった。

## 【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、使用条件の苛酷化に十分対処できる良好な高温強度を有し、かつ、安価な元素を活用して高価な元素の添加を極力抑えることにより、経済的にも有利なオーステナイト系耐熱鋼を提供することを課題としてなされたものである。

## 【0005】

【課題を解決するための手段】優れた高温強度と組織安定性を備えた材料として、本出願人は、先に特開昭62-133048号公報で、窒素(N)含有オーステナイト鋼にクリープ破断強度の向上に有効な銅(Cu)、ほう素(B)

## 1 2

およびマグネシウム(Mg)を添加し、かつ、珪素(Si)およびアルミニウム(Al)の含有量を減少させた材料を提案した。

【0006】本発明者らはその後さらに検討を重ね、Cu、ニオブ(Nb)およびNの3種類の合金元素を複合添加したオーステナイト系の鋼において、マンガン(Mn)含有量を0.5重量%以下に抑えることにより、高温長時間側でのクリープ破断強度の向上が可能になるという新たな知見を得た。

10 【0007】本発明は上記の知見に基づいてなされたもので、その要旨は、下記①および②のオーステナイト系耐熱鋼にある。

【0008】① 重量%で、C:0.05~0.15%、Si:0.5%以下、Mn:0.05~0.50%、Cr:17~25%、Ni:7~20%、Cu:2.0~4.5%、Nb:0.10~0.80%、B:0.01~0.010%、N:0.05~0.25%、sol.Al:0.003~0.030%およびMg:0~0.015%を含有し、残部はFeおよび不可避的不純物からなることを特徴とする高温強度の良好なオーステナイト系耐熱鋼。

20 【0009】② 重量%で、C:0.05~0.15%、Si:0.5%以下、Mn:0.05~0.50%、Cr:17~25%、Ni:7~20%、Cu:2.0~4.5%、Nb:0.10~0.80%、B:0.01~0.010%、N:0.05~0.25%、sol.Al:0.003~0.030%およびMg:0~0.015%を含有し、更に、Mo:0.3~2.0%およびW:0.5~4.0%のいずれか一方または両方を含み、残部はFeおよび不可避的不純物からなることを特徴とする高温強度の良好なオーステナイト系耐熱鋼。

## 【0010】

30 【作用】以下に、本発明鋼に含まれる各成分の作用効果とそれらの含有量の限定理由について述べる。なお、合金元素の「%」は「重量%」を意味する。

【0011】C:耐熱鋼として必要な引張強さおよびクリープ破断強度を確保するために有効な元素である。しかし、0.15%を超えて含有させても溶体化状態における未固溶炭化物量が増加するだけで、高温強度の向上に寄与しなくなるばかりでなく、韌性等の機械的性質も劣化させる。従って、C含有量の上限は0.15%と定めた。なお、本発明鋼のようなN添加鋼ではC含有量は低めであってもよいが、上記の効果を十分に発揮するために、下限は0.05%とした。

40 【0012】Si:脱酸剤として用いられ、また、耐酸化性の向上に有効な元素であるが、含有量が多くなると溶接性や熱間加工性が劣化する。また、本発明鋼のようなN添加鋼では時効中やクリープ中に析出する窒化物量が増加し、韌性や延性の低下を招く。従って、Si含有量は0.5%以下とした。特に韌性や延性を重視する場合には、0.3%以下に抑えることが望ましく、さらに望ましくは、実質的に0(tr.)とするのがよい。

50 【0013】Mn:Siと同様に脱酸作用を有し、また、熱

間加工性の向上に有効な元素であって、通常のオーステナイト系ステンレス鋼では1～2%程度含まれている。しかし、本発明鋼のようにCu、NbおよびNを含有する鋼では、Mn含有量を0.50%以下に減少させることにより、クリープ中に微細に析出していくCu相やNbCrN複合窒化物の成長を抑制し、高温長時間側でのクリープ破断強度を向上させることができる。なお、クリープ破断強度の点からはMn含有量に下限を設ける必要はないが、脱酸剤としての作用や熱間加工性の向上に有効であることを考慮して、下限は0.05とした。

【0014】Cr：高温での耐酸化性や耐食性を向上させるために必要な元素であり、含有量の増加に伴いこれらの性能は向上する。しかし、その含有量が17%未満では十分な効果が得られず、一方、25%を超えると、オーステナイト組織を確保するために添加するNiもそれに応じて増加させなければならないので製造コストの上昇が大きくなる。従って、Crの含有量は17～25%とした。

【0015】Ni：安定なオーステナイト組織を確保するための必須成分であり、その最適含有量は鋼中に含まれるCr、Mo、W、Nb等のフェライト生成元素やC、N等のオーステナイト生成元素の含有量によって定まる。本発明鋼では、7%未満ではオーステナイト組織の安定化が困難であり、一方、20%を超えて含有させると製造コストの上昇が大きくなるので、その含有量は7～20%とした。

【0016】Cu：クリープ中に微細なCu相として分散析出し、クリープ破断強度の向上に大きく寄与するが、その効果を発揮させるためには2.0%以上含有せることが必要である。しかし、4.5%を超えて含有させるとクリープ破断延性や加工性が劣化する。従って、Cu含有量は2.0～4.5%とした。

【0017】N：Cと同様、引張強さやクリープ破断強度の向上に有効な元素であるが、その含有量が0.05%未満では十分な効果を発揮させることはできない。一方、NはCに比較して固溶限が大きいので、比較的多量に含有せても溶体化状態で十分固溶し、時効中に生じる窒化物析出に伴う韌性低下も比較的少ないが、0.25%を超えて含有させると時効後韌性が低下する。従って、Nの含有量は0.05～0.25%とした。

【0018】Nb：Nbは微細な炭窒化物の分散析出強化によりクリープ破断強度を向上させる元素である。しかし、その含有量が0.10%未満では十分な効果が得られず、一方、0.80%を超えて過剰に添加すると溶接性や加工性が劣化するとともに、本発明のようなN添加鋼では未固溶の炭窒化物量が増加し、機械的性質も劣化するので、Nbの含有量は0.10～0.80%とした。

【0019】sol. Al：脱酸剤として添加される元素であり、0.003%以上含有させる必要がある。しかし、0.030%を超えて含有させると、高温条件下で長時間使用する際、 $\sigma$ 相等の金属間化合物の析出が促進され、韌性が

劣化する。したがって、sol. Alの含有量は0.003～0.030%と定めた。0.003～0.020%の範囲に調整するのが望ましい。

【0020】B：Bは微細な炭窒化物の分散析出強化および粒界強化によりクリープ破断強度の向上に寄与するが、含有量が0.001%未満ではその効果が発揮されず、一方、0.010%を超えて含有させると溶接性が劣化する。従って、Bの含有量は0.001～0.010%と定めた。

【0021】上記の成分のほかに、必要に応じて、更に、MoおよびWのいずれか一方または両方を添加してもよい。また、Mgも必要に応じて添加することができる。必要に応じて添加する成分の限定理由は以下のとおりである。

【0022】MoおよびW：これらの元素は鋼の高温強度を改善する作用を有している。しかし、Moについては、その含有量が0.3%未満、Wについては0.5%未満では、その効果は十分ではない。一方、Moについては、2.0%、Wについては4.0%を超えて含有させるとその効果は飽和傾向を示すとともに、加工性が劣化し、経済的に不利である。従って、これらの元素の含有量は、Moについては0.3～2.0%、Wについては0.5～4.0%とした。なお、これらの元素の上限が前記の特開昭62-133048号公報に記載の発明におけるMoおよびWの上限（それぞれ3.0%および5.0%）よりも低いのは、加工性の向上に有効なMnの含有量を低く抑えたことによるものである。

【0023】Mg：脱酸元素としてのMnおよびAlの含有量を減少させた本発明鋼において、鋼の脱酸を十分行うためにMgの添加が有効である。更に、Mgはクリープ破断強度の改善にも寄与する元素である。従って、Mgも必要に応じて添加するのがよい。ただし、添加する場合は、その含有量が0.001%未満では上記の効果は十分ではないので、0.001%以上含有せざるが望ましい。一方、0.015%を超えて含有せざると加工性や溶接性が劣化する。

#### 【0024】

【実施例】真空溶解により、表1および表2に示す化学組成を有する本発明鋼（合金No.1～22）および比較鋼（合金No.A～M）を溶製し、鍛造および冷間圧延を経た後、溶体化処理を施した。

【0025】これらの供試材についてクリープ破断試験を行い、750°Cでの1000時間クリープ破断強度を求めた。

【0026】試験結果を表3、図1および図2に示す。図1は、表3に示した合金No.1～6およびA～Eについての結果をMgを含有する鋼と含有しない鋼に分けて図示したものであるが（図中の符号は表3の合金No.に対応する）、この結果から、クリープ破断強度の向上にはMnの低減が極めて有効であり、Mn含有量を本発明で規定する範囲内に調整することによりMnの含有量が本発明の

規定を超える比較鋼に比べてクリープ破断強度が大幅に向上していることがわかる。

【0027】図2は、同じく表3に示した供試材（合金No. 7、9、12、16、17、19、20、22およびF～M）についての結果を、合金成分別に本発明鋼と比較鋼とを対比させて示したものであるが（図中の合金No.は表3の合金No.に対応する）、この図に示されるように、いずれの成分系の鋼においてもMn含有量を所定の範囲内に調整することによりクリープ破断強度が大幅に向上して\*

\*いる。

【0028】また、Mgを添加することによりクリープ破断強度が改善されており（図1参照）、Moの添加（合金No. 7）、Wの添加（No. 9、22）あるいはMgとWの添加（No. 12）によってクリープ破断強度が向上していることがわかる（図2参照）。

【0029】

【表1】

表 1

合 金 No.	化 学 組 成 (単位: wt%、残部はFeと不純物)												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	N	Nb	B	sol. Al	Mg	Mo	W
本 発 明 鋼	1	0.10	0.20	0.14	18.5	9.3	3.10	0.090	0.45	0.0035	0.015	—	—
	2	0.09	0.22	0.24	18.8	9.5	3.15	0.093	0.43	0.0035	0.011	—	—
	3	0.11	0.20	0.43	18.3	9.1	3.13	0.092	0.47	0.0040	0.010	—	—
	4	0.10	0.18	0.09	18.0	9.0	3.25	0.115	0.40	0.0033	0.016	0.010	—
	5	0.09	0.21	0.27	18.5	9.3	3.35	0.100	0.45	0.0038	0.010	0.009	—
	6	0.10	0.19	0.46	18.2	9.0	3.30	0.110	0.42	0.0040	0.010	0.011	—
	7	0.08	0.22	0.13	22.8	19.5	3.80	0.160	0.48	0.0035	0.009	—	0.83
	8	0.07	0.20	0.18	23.0	19.0	3.85	0.155	0.42	0.0041	0.015	—	1.86
	9	0.10	0.15	0.16	22.7	15.8	3.90	0.223	0.48	0.0038	0.018	—	—
	10	0.10	0.18	0.10	23.2	18.0	3.80	0.220	0.44	0.0033	0.010	—	3.54
	11	0.10	0.15	0.12	22.0	16.0	3.75	0.193	0.52	0.0038	0.010	—	0.83
	12	0.08	0.15	0.25	22.3	16.0	3.75	0.163	0.50	0.0030	0.008	0.008	—
	13	0.10	0.11	0.20	23.2	18.7	3.30	0.170	0.48	0.0050	0.010	0.007	—
	14	0.14	0.15	0.32	18.8	7.6	3.50	0.070	0.42	0.0035	0.013	—	—
	15	0.06	0.17	0.22	18.5	9.6	3.30	0.090	0.40	0.0085	0.010	—	—
	16	0.10	0.42	0.07	18.0	8.6	3.55	0.085	0.47	0.0040	0.011	—	—
	17	0.09	0.18	0.15	17.4	9.5	2.50	0.095	0.40	0.0020	0.020	—	—
	18	0.10	0.15	0.30	18.3	8.6	4.20	0.075	0.38	0.0025	0.012	—	—

【0030】

【表2】

表 2

合 金 Na	化 学 組 成 (単位: wt%、残部はFeと不純物)												
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	N	Nb	B	sol. Al	Mg	Mo	W
本 発 明 鋼	19	0.09	0.20	0.24	19.0	9.5	3.35	0.093	0.15	0.0040	0.010	—	—
	20	0.10	0.15	0.19	18.5	8.5	3.30	0.090	0.57	0.0030	0.015	—	—
	21	0.09	0.13	0.22	22.5	18.3	3.55	0.168	0.47	0.0038	0.008	—	—
	22	0.10	0.18	0.16	23.0	15.5	3.50	0.220	0.48	0.0040	0.013	—	1.75
	A	0.10	0.20	±0.59	18.5	9.3	3.10	0.090	0.45	0.0035	0.015	—	—
	B	0.09	0.22	±0.86	18.8	9.5	3.15	0.093	0.43	0.0035	0.011	—	—
	C	0.10	0.18	±0.63	18.0	9.0	3.25	0.115	0.40	0.0033	0.018	0.010	—
	D	0.09	0.21	±0.88	18.5	9.3	3.35	0.100	0.45	0.0038	0.010	0.009	—
	E	0.10	0.19	±1.14	18.2	9.0	3.30	0.110	0.42	0.0040	0.010	0.011	—
	F	0.08	0.22	±0.78	22.8	19.5	3.60	0.160	0.48	0.0035	0.009	—	0.083
	G	0.10	0.15	±0.85	22.7	15.8	3.80	0.223	0.48	0.0038	0.018	—	1.60
	H	0.08	0.15	±0.85	22.3	16.0	3.75	0.163	0.50	0.0030	0.008	0.008	—
	I	0.10	0.42	±0.70	18.0	8.6	3.55	0.095	0.47	0.0040	0.011	—	—
	J	0.09	0.18	±0.65	17.4	9.5	2.50	0.095	0.40	0.0020	0.020	—	—
	K	0.09	0.20	±0.73	19.0	9.5	3.35	0.098	0.15	0.0040	0.010	—	—
	L	0.10	0.15	±0.63	18.5	8.5	3.30	0.090	0.57	0.0030	0.015	—	—
	M	0.10	0.19	±1.08	23.0	15.5	3.50	0.220	0.48	0.0040	0.013	—	1.75

(注) \* 印は本発明で定める範囲から外れることを示す。

## 【0031】

【表3】

表 3

鋼 Na	750°C, 1000 h の クリープ破断強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	鋼 Na	750°C, 1000 h の クリープ破断強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )	
本 発 明 鋼	1	14.2	本 19	14.0
	2	14.0	発 20	14.6
	3	14.0	明 21	14.6
	4	15.0	鋼 22	15.7
	5	14.9	比 較 鋼	A 12.5
	6	14.7		B 11.4
	7	15.0		C 13.6
	8	16.2		D 13.0
	9	15.8		E 11.5
	10	17.3		F 13.5
	11	16.0		G 14.4
	12	16.3		H 14.9
	13	16.8		I 12.6
	14	14.5		J 12.3
	15	13.7		K 12.9
	16	13.5		L 12.9
	17	13.3		M 13.5
	18	14.6		

## 【0032】

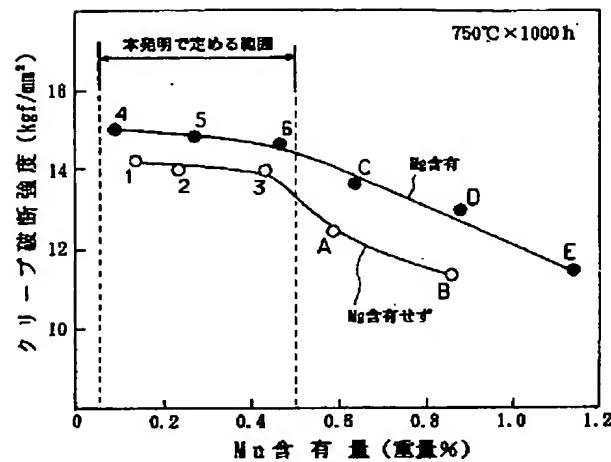
【発明の効果】本発明のオーステナイト系耐熱鋼は高温強度に優れ、高温長時間側でも優れたクリープ破断強度を有している。しかも、高価な元素であるNiの含有量を極力抑制するためNを積極的に活用しているので経済的に有利で、ボイラや化学プラント等、高温環境下で使用される装置用材料として好適であり、産業上有用な効果をもたらすものである。

## 【図面の簡単な説明】

【図1】Mn含有量とクリープ破断強度との関係を示す図である。

【図2】クリープ破断強度について合金成分系別に本発明鋼と比較鋼とを対比した図である。

【図1】



【図2】

